

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/KR05/000828

International filing date: 22 March 2005 (22.03.2005)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: KR
Number: 10-2004-0020204
Filing date: 25 March 2004 (25.03.2004)

Date of receipt at the International Bureau: 30 June 2005 (30.06.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse



별첨 사본은 아래 출원의 원본과 동일함을 증명함.

This is to certify that the following application annexed hereto
is a true copy from the records of the Korean Intellectual
Property Office

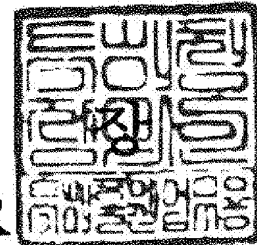
출 원 번 호 : 특허출원 2004년 제 0020204 호
Application Number 10-2004-0020204

출 원 일 자 : 2004년 03월 25일
Date of Application MAR 25, 2004

출 원 인 : 주식회사 포스코
Applicant(s) POSCO

2005 년 06 월 09 일

특 허 청
COMMISSIONER



【서지사항】

【서류명】	특허출원서
【권리구분】	특허
【수신처】	특허청장
【참조번호】	0002
【제출일자】	2004.03.25
【국제특허분류】	C21D 9/46
【발명의 국문명칭】	고강도 소부경화형 냉간압연강판, 용융도금강판 및 그 제조 방법
【발명의 영문명칭】	Cold Rolled Steel Sheet and Hot Dipped Steel Sheet with Superior Strength and Bake Hardenability and Method for Manufacturing the Steel Sheets
【출원인】	
【명칭】	주식회사 포스코
【출원인코드】	1-1998-004076-5
【대리인】	
【명칭】	특허법인씨엔에스
【대리인코드】	9-2003-100065-1
【지정된변리사】	손원, 김성태
【포괄위임등록번호】	2003-062857-7
【발명자】	
【성명의 국문표기】	한성호
【성명의 영문표기】	HAN, Seong Ho
【주민등록번호】	670227-1094412
【우편번호】	545-090
【주소】	전라남도 동광양시 금호동 700번지 광양제철소내
【국적】	KR

【발명자】

【성명의 국문표기】 김태규
【성명의 영문표기】 KIM,Tae Kyu
【주민등록번호】 711229-1663217
【우편번호】 545-090
【주소】 전라남도 동광양시 금호동 700번지 광양제철소내
【국적】 KR

【발명자】

【성명의 국문표기】 한상호
【성명의 영문표기】 HAN,Sang Ho
【주민등록번호】 650815-1482317
【우편번호】 545-090
【주소】 전라남도 동광양시 금호동 700번지 광양제철소내
【국적】 KR

【발명자】

【성명의 국문표기】 고산경
【성명의 영문표기】 K0,San Kyung
【주민등록번호】 630717-1542911
【우편번호】 545-090
【주소】 전라남도 동광양시 금호동 700번지 광양제철소내
【국적】 KR

【발명자】

【성명의 국문표기】 진광근
【성명의 영문표기】 CHIN,Kwang Keun
【주민등록번호】 571021-1573819
【우편번호】 790-785
【주소】 경상북도 포항시 남구 괴동동 1번지 (주)포스코내
【국적】 KR

【심사청구】	청구	
【취지】	특허법 제42조의 규정에 의한 출원, 특허법 제60조의 규정에 의한 출원심사 를 청구합니다. 대리인 특허법인씨엔에스 (인)	
【수수료】		
【기본출원료】	41 면	38,000 원
【가산출원료】	0 면	0 원
【우선권주장료】	0 건	0 원
【심사청구료】	12 항	493,000 원
【합계】	531,000 원	

【요약서】

【요약】

본 발명은 자동차의 외판재등에 사용되고 있는 소부경화형 냉간압연강판, 이를 소재로 한 용융도금강판 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 미량의 Nb을 첨가하고, Al 및 Mo을 동시에 첨가하고, 또한 결정립 크기를 적절히 제어함으로써 소부경화성, 내시효성 및 내 2차 가공취성이 우수한 고강도 소부경화형 냉간압연강판 및 이를 소재로 한 용융도금강판을 제공하고자 하는데, 그 목적이 있는 것이다.

본 발명은 중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Ti : 0~0.003%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 20 μ m이하의 AlN 석출물이 존재하고 그 리고 결정립크기가 ASTM 번호 9이상인 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉간압연강판 및 이를 소재로 하는 용융도금강판 및 그 제조방법을 그 요지로 한다.

【대표도】

도 1

【색인어】

고강도, 소부경화, 자동차, 내시효성, 2차 가공취성

【명세서】

【발명의 명칭】

고강도 소부경화형 냉간압연강판, 용융도금강판 및 그 제조방법{Cold Rolled Steel Sheet and Hot Dipped Steel Sheet with Superior Strength and Bake Hardenability and Method for Manufacturing the Steel Sheets}

【도면의 간단한 설명】

- <1> 도 1은 소부경화성 및 시효지수에 미치는 결정립크기의 영향을 나타내는 그래프
- <2> 도 2는 기계적성질에 미치는 Al함량의 영향을 나타내는 그래프
- <3> 도 3은 소부경화성 및 시효지수에 미치는 Mo의 영향을 나타내는 그래프
- <4> 도 4는 발명강(8)의 소둔후 단면 미세조직사진
- <5> 도 5는 발명강(8), 비교강(6) 및 종래강에 대한 2차 가공취성(DBTT)에 미치는 가공비(drawing ratio)의 영향을 나타내는 그래프
- <6> 도 6은 발명강(8)의 시효전,후 인장곡선을 나타내는 그래프

【발명의 상세한 설명】

【발명의 목적】

【발명이 속하는 기술분야 및 그 분야의 종래기술】

- <7> 본 발명은 자동차의 외판재등에 사용되고 있는 소부경화형 냉간압연강판(이하, "냉연강판"이라고도 함), 이를 소재로 하는 용융도금강판 및 그 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는 소부경화성, 상온 내시효성, 및 내 2차가공취성이

우수한 고강도 소부경화형 냉연강판, 이를 소재로 하는 용융도금강판 및 그 제조방법에 관한 것이다.

<8> 소부경화형 냉연강판은 자동차의 외판재등에 사용되는 것으로서, 통상 인장강도가 390MPa이하이고, 프레스 성형시 연질강에 가까운 항복강도를 가지므로 연성이 우수하고, 프레스 성형후 도장 소부처리시 저절로 항복강도가 상승하는 강판이다.

<9> 즉, 소부경화형 냉연강판은 강중에 고용된 침입형 원소인 탄소나 질소가 변형과정에서 생성된 전위를 고착하여 발생하는 일종의 변형시효를 이용한 것으로 고용탄소 및 질소가 증가하면 소부경화량은 증가하나 고용원소의 과다로 인해 상온시효를 수반하여 성형성의 악화를 초래하게 되므로 적절한 고용원소의 제어가 매우 중요하다.

<10> 소부경화형 냉연강판으로는 저탄소 P첨가 Al 킬드(Al-killed)강을 상소둔한 강판이 주로 사용되었으며, 이 강판의 소부경화량은 약 40-50MPa 정도였다.

<11> 상기와 같이 상소둔 방식에 의하여 소부경화강을 제조하는 경우에는 성형성과 소부경화성의 양립이 보다 용이하지만, 생산성이 떨어지는 단점이 있다.

<12> 상소둔 방식에 의한 생산성 저하를 개선시키기 위하여 저탄소 P첨가 Al 킬드(Al-killed)강을 연속소둔하여 소부경화형 냉연강판을 제조하는 기술이 제안되었다.

<13> 상기와 같이 연속소둔방식에 의하여 소부경화형 냉연강판을 제조하는 경우에

는 비교적 빠른 냉각속도를 이용하기 때문에 소부경화성 확보는 용이하지만, 급속 가열, 단시간 소둔에 의해 성형성이 악화되는 문제점이 있다.

<14> 따라서, 연속소둔법에 의해 제조되는 소부경화형 냉연강판은 가공성이 요구되지 않는 자동차 외판에만 제한되어 사용되고 있다.

<15> 최근에는 제강기술의 비약적인 발달에 힘입어 강중에 적정 고용원소량의 제어가 가능하게 되었다.

<16> 이에 따라, Al-킬드강에 Ti 또는 Nb등의 강력한 탄질화물 형성원소를 첨가하여 성형성을 보다 향상시킨 소부경화형 냉연강판의 제조가 가능하게 되었으며, 이로 인하여 내텐트성이 필요한 자동차 외판재용으로서의 사용이 증가 추세에 있다.

<17> 일본 특허공개공보 (소) 61-26757호에는 C: 0.0005-0.015중량%, S+N 함량 \leq 0.005%이고, Ti 및 Nb이 단독 또는 복합첨가된 극저탄소 소부경화형 냉연강판이 제시되어 있다.

<18> 또한, 일본 특허공개공보 (소) 57089437호에는 C: 0.010%이하인 Ti 첨가강을 사용하여 소부경화량이 약 40MPa이상인 소부경화형 냉연강판이 제시되어 있다.

<19> 상기한 방법들은 Ti 및 Nb의 첨가량 혹은 소둔시의 냉각속도를 적절히 제어함으로써 강중 고용원소량을 적절히 제어하여 재료의 열화를 방지하면서 소부경화성을 부여하는 것이다.

<20> 그러나, 상기한 방법들의 경우에는 적정한 소부경화량의 확보를 위해서는 제강공정에서 Ti 및 N(질소), S(황)의 엄격한 제어가 필요하게 되므로 원가가 상승하

게 되는 문제점이 있다.

<21> 더욱이, Nb을 첨가하는 경우에는 고온소둔에 의한 작업성 악화 및 특수 원소 첨가에 의한 제조원가의 상승을 가져오게 되는 문제점이 있다.

<22> 한편, 미국특허 제5,556,485호 및 제5,656,102호에는 C: 0.0005-0.1중량%, Mn: 0-2.5중량%, Al: 0-0.5중량%, N: 0-0.04중량%, Ti: 0-0.5중량%, 및 V: 0.005-0.6중량%를 함유하는 Ti-V계 극저탄소강을 이용하여 소부경화형 냉연강판을 제조하는 방법이 제시되어 있다.

<23> 일반적으로, V는 Ti나 Nb와 같은 탄질화물 형성원소보다 더욱 안정하여 소둔 온도를 낮출 수 있기 때문에 열간압연중에 V에 의해 생성된 탄화물인 VC등을 Nb계보다 소둔온도를 낮게 관리하여도 재용해에 의한 소부경화성을 확보할 수 있다.

<24> 그러나 V는 VC와 같은 탄화물을 형성하기는 하지만 재용해 온도가 매우 낮아 실질적으로 성형성 향상에는 큰 도움을 주지 못하기 때문에 상기 미국특허에서는 Ti를 약 0.02%이상 첨가하여 성형성을 도모하고 있다.

<25> 따라서, 상기한 미국특허의 경우에는 다량의 Ti첨가에 의한 제조원가 상승 뿐만아니라 결정립 크기가 크기 때문에 내시효성측면에서도 다소 불리하다는 문제점이 있다.

<26> 한편, 일본 공개공보 평5-93502호에는 Sn을 첨가함으로써 BH성을 향상시키는 기술이 제시되어 있고, 일본 공개공보 평9-249936호에는 V을 Nb와 복합첨가함으로써 결정립계의 응력집중을 완화시켜 연성을 개선시키는 기술이 제시되어 있다.

<27> 또한, 일본 공개공보 평8-49038호에는 Zr을 첨가하여 성형성을 개선시키는 기술이 제시되어 있고, 또한 일본 공개공보 평7-278654호에는 Cr을 첨가하여 고강도화 및 가공경화지수(N치)의 열화를 최소화 시킴으로써 성형성을 향상시키는 기술이 제시되어 있다.

<28> 그러나, 상기와 같이 합금원소를 첨가하는 기술들은 단순히 소부경화성의 개선 또는 성형성을 개선하는데만 주목하고 있으며, 소부경화성의 상승에 따른 내시효성의 열화문제, 그리고 소부경화강의 고강도화에 의해 필연적으로 첨가하는 P함량의 증가에 따른 2차 가공취성등의 문제에 대해서는 언급하고 있지 않다.

<29> 일반적으로, 소부경화성이 증가하면 상온 내시효성은 열화되며, 특히 본 발명자의 연구결과에 의하면 고강도화를 위해 첨가되는 P 성분은 강중 고용탄소가 존재하는 소부경화강이라 할지라도 2차 가공취성을 야기시키고, 그 정도는 P함량의 증가에 따라 더욱 커지는 것을 알 수 있었다.

<30> 예를 들면, 인장강도 340MPa급의 소부경화강을 제조하기 위해 첨가되는 P함량이 0.07%인 경우 2차 가공취성을 판단하는 기준인 DBTT(Ductile Brittle Transition Temperature)가 가공비(Drawing Ratio) 1.9에서 -20℃, 390MPa급의 고강도강을 제조하기 위해 P함량을 약 0.09%정도 첨가할 경우 DBTT는 0~10℃로서 매우 열화한 것을 알 수 있다.

<31> 상기한 강재들은 2차 가공취성이 개선된다고 알려져 있는 B를 약 5ppm정도 함유하고 있지만, P함량이 과도하게 많기 때문에 B에 의한 DBTT개선에 한계가 있게 된다.

<32> 한편, 2차 가공취성 개선을 위해 현 수준보다 과도하게 B를 첨가하게 되면 B에 의한 재질열화를 초래하기 때문에 그 첨가량에도 한계가 있다.

<33> 따라서, 2차 가공취성을 방지하는 DBTT가 최소 -20°C 이상이 되어야 하기 때문에 소부경화강에서도 B이외의 새로운 성분 또는 제조조건의 검토가 필요한 실정이다.

<34> 한편, 자동차 부품의 수명연장을 위하여 요구되는 특성중의 하나가 내식성이다.

<35> 이러한 내식성을 향상시키기 위하여 강판을 전기도금하거나 또는 용융도금을 행하고 있다.

<36> 전기도금 강판은 용융도금 강판에 비하여 도금특성이 양호하고, 내식성이 우수하지만, 용융도금강판에 비하여 가격이 매우 비싸 최근에는 자동차용으로는 주로 용융도금강판을 사용하고 있다.

<37> 따라서, 용융도금 강판의 내식성을 보다 향상시키기 위하여 용융도금공정에 대한 연구와 함께 용융도금용 강판에 대한 연구가 계속되고 있으며, 그 사용량도 증가추세에 있는 실정이다.

【발명이 이루고자 하는 기술적 과제】

<38> 본 발명자는 상기한 종래기술의 문제점을 해결하기 위하여 연구 및 실험을 행하고, 그 결과에 근거하여 본 발명을 제안하게 된 것으로서, 본 발명은 강 조성 및 결정립 크기를 적절히 제어함으로써 소부경화성, 내시효성 및 내 2차 가공취성

이 우수한 고강도 소부경화형 냉간압연강판 및 이를 소재로 하는 용융도금강판을 제공하고자 하는데, 그 목적이 있다.

【발명의 구성】

<39> 이하, 본 발명에 대하여 설명한다.

<40> 본 발명은 중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Ti : 0~0.003%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 그리고 결정립크기가 ASTM 번호 9이상인 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉간압연강판에 관한 것이다.

<41> 또한, 본 발명은 중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Ti : 0~0.003%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 그리고 결정립크기가 ASTM 번호 9이상인 것을 특징으로 하는 용융도금강판에 관한 것이다.

<42> 또한, 본 발명은 중량%로 C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Ti : 0~0.003%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 강을 1200℃이상에서 균질화 열처리한 후, 900-950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연하고,

600-650℃의 온도범위에서 권취한 다음, 75-80%의 압하율로 냉간압연한 후,
770-830℃의 온도범위에서 연속소둔하는 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉
간압연강판의 제조방법에 관한 것이다.

<43> 또한, 본 발명은 중량%로 C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn :
0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N :
0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Ti : 0~0.003%, Mo : 0.01~0.1%, B :
0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 강을 1200℃이상
에서 균질화 열처리한 후, 900-950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연하고,
600-650℃의 온도범위에서 권취한 다음, 75-80%의 압하율로 냉간압연한 후,
770-830℃의 온도범위에서 연속소둔한 다음, 용융도금을 행한 후, 1.2-1.5%의 압하
율로 조질압연하는 것을 특징으로 하는 용융도금강판의 제조방법에 관한 것이다.

<44> 이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

<45> 일반적으로 강중에 탄소나 질소를 첨가하게 되면 이들 원소들은 열연단계에
서 Al, Ti 또는 Nb등의 석출물 형성원소와 결합하여 TiN, AlN, TiC, $Ti_4C_2S_2$ 및 NbC
등의 탄질화물들을 형성하게 되며, 이러한 탄질화물 형성원소들과 결합하지 못한
탄소나 질소는 강중에서 고용상태로 존재하게 되어 소부경화성 또는 시효성에 영향
을 미치게 된다.

<46> 특히, 질소는 탄소에 비해 확산속도가 매우 크기 때문에 BH성의 상승보다는
내시효성의 열화에 더 영향을 미치게 된다.

- <47> 따라서, 질소는 강중에 가능한 한 적게 함유되는 것이 바람직하다.
- <48> 한편, 탄소는 강에 필수불가결하게 함유되는 원소로서 그 함량에 따라 강의 특성이 정해진다.
- <49> 본 발명은 강중에 소량의 고용탄소를 잔존시킴으로써 소부경화성 및 내시효성을 동시에 향상시키는 것이다.
- <50> 강중에 존재하는 고용탄소들도 존재하는 위치, 즉 결정립계에 존재하느냐 또는 결정립내에 존재하느냐에 따라 소부경화성 및 시효성에 미치는 영향이 달라질 수 있다.
- <51> 결정립내에 존재하는 고용탄소는 이동이 비교적 자유롭기 때문에 가동전위와 결합하여 시효특성에 영향을 미치게 된다.
- <52> 한편, 결정립계내에 존재하는 고용탄소들은 비교적 안정된 위치에 존재하기 때문에 저온의 시효에서는 그 영향을 거의 미치지 못하게 되며 소부경화성과 같은 고온의 소부(baking)조건에서 활성화되어 영향을 미치게 된다.
- <53> 이와 같이, 결정립내의 고용탄소는 시효성과 소부경화성에 동시에 영향을 미치지만 결정립계내에 존재하는 고용탄소들은 소부경화성에만 영향을 미치게 된다고 할 수 있다.
- <54> 그러나, 결정립계가 비교적 안정된 영역이기 때문에 결정립계내에 존재하는 모든 고용탄소들이 소부경화성에 영향을 미치는 것은 아니며, 통상 결정립계내에 존재하는 고용탄소량의 50%정도가 소부경화성에 영향을 미치는 것으로 알려져

있다.

<55> 따라서, 이러한 고용탄소의 존재상태를 적절히 제어할 경우, 즉 첨가된 고용탄소를 가능한 결정립내보다는 결정립계에 존재시킬 수 있도록 제어할 경우 내시효성과 소부경화성을 동시에 확보할 수 있을 것이다.

<56> 이를 위해 우선 강중에 첨가하는 탄소량의 적절한 관리와 더불어 결정립크기를 제어하는 것이 중요하다.

<57> 도 1은 본 발명자가 수행한 연구결과의 하나인 결정립크기 변화에 따른 소부경화량 (BH)과 시효지수(AI: Aging Index)의 관계를 나타낸 것이다.

<58> 도 1에 나타난 바와 같이, 결정립 크기 번호(ASTM No)가 증가할수록, 즉 결정립이 미세해질수록 BH값 대비 AI치의 저하가 현저하며, 이로 인해 BH-AI치가 점차 증가하여 내시효성이 우수함을 알 수 있다.

<59> 도 1의 결과를 바탕으로 본 발명자는 강중에 존재하는 고용탄소를 가능한 많이 결정립계내로 분포시키기 위해 소둔강판의 결정립크기를 적정 수준이하로 미세화시키고자 한 것이다.

<60> 즉, 본 발명자는 연구결과로부터 소부경화성의 열화를 최소화하면서 내시효성을 극대화시키기 위한 결정립 크기를 ASTM No. 9이상으로 제어하는 것이 바람직하다는 것을 알 수 있었다.

<61> 한편, 결정립계내에 많은 양의 고용탄소를 분포시킨다 할지라도 강중의 총(total) 고용탄소량을 엄격하게 제어할 필요가 있다.

- <62> 강중의 총(total) 고용탄소량이 너무 많은 경우에는 결정립 크기가 미세해지더라도 결정립내에 존재하는 고용 탄소량이 총 탄소량에 비례하여 증가하게 되고, 이로 인하여 상온 내시효성이 열화된다.
- <63> 따라서, 본 발명에서는 이러한 조건들을 충족시키기 위해 총 탄소 첨가량을 16-25ppm으로 설정한다.
- <64> 상기 총 탄소 첨가량은 Nb 첨가량과 관련하여 적절히 변화될 수도 있다.
- <65> 본 발명강과 같이 Ti량을 0.003%이하로 극소량 첨가하고 Nb량을 적절히 제어하는 경우에는 Ti보다 Nb가 재결정 소둔중 결정립 미세화 효과에 있어서 매우 크기 때문에 Ti 단독 첨가강과 같이 많은 탄소의 첨가는 필요없다.
- <66> 일반적으로, Ti 단독 첨가강의 경우는 상기한 결정립 미세화 효과를 이용한 내시효성 향상을 위해서 총 탄소량은 25-35ppm으로 첨가한다.
- <67> 한편, 현재 세계적으로 알려져 있는 제강기술에 있어서 탄소함량 제어 측면에서 보면, 하한값을 25ppm으로 관리하는 것이 다소 어렵다는 문제가 있다.
- <68> 따라서, 본 발명강과 같이 탄소함량의 상한값을 25ppm으로 관리하여 하한관리를 제거시킬 경우 제강의 탄소제어 측면에서도 부담을 줄일 수 있다.
- <69> 본 발명에 따라 탄소함량을 16-25ppm으로 제어할 경우 실 생산에서 탄소함량을 제어할 수 있는 능력이 적중률 측면에서 95%이상으로서 25-35ppm 관리시 적중률 70%보다 매우 우수한 것을 확인할 수 있었다.
- <70> 더욱이, 본 발명에서는 Nb첨가외에도 소부경화성 및 내시효성을 보다 안정하

게 확보하기 위하여 Al 첨가를 통한 AlN 석출물의 효과를 고려하였다.

<71> 고객사의 경우 보다 높은 BH값과 더불어 6개월이상의 내시효성을 요구하고 있으므로 가능한 내시효성을 저해하지 않는 범위에서 소부경화성을 높이는 기술이 필요하다.

<72> 이러한 측면에서 Al은 매우 유효한 성분임을 본 발명자는 새롭게 인식하게 된 것이다.

<73> 즉, Nb이 첨가되고, Ti은 첨가되지 않거나 또는 Ti가 30ppm이하 첨가되는 강에 Sol.Al을 통상의 수준인 0.02-0.06%의 범위로 첨가할 경우에는 조대한 AlN 석출물이 형성되어 단순히 고용질소를 고정시키는 역할을 수행하게 되지만, Sol.Al을 0.08%이상 첨가하게 되면 AlN의 석출물이 매우 미세하게 되어 소둔 재결정시 결정립의 성장을 방해하는 일종의 장벽(barrier)역할을 하게 되므로 Sol.Al을 첨가하지 않은 Nb첨가강보다 결정립이 보다 미세해지며, 이로 인해 AI치의 변화없이 소부경화성이 증가하는 효과를 발휘하게 된다.

<74> 물론, Ti 첨가강에 있어서 질소는 1300℃이상의 고온에서 TiN으로 대부분 조대하게 석출함으로써 고용효과 또는 결정립 미세화에 큰 영향을 미치지 못한다.

<75> Sol.Al함량의 변화에 따른 용융도금재의 소부경화량(BH) 및 시효지수(AI)변화에 대한 예가 도 2에 나타나 있다.

<76> 도 2에 나타난 바와 같이, Al함량의 증가에 따라 BH값이 증가하고 있고, 시효지수(AI)는 거의 변화되지 않음을 알 수 있다.

<77> 소부경화성 측면에서 보면, Sol.Al 함량을 0.08-0.12%로 제한하는 것이 바람직하다는 것을 알 수 있다.

<78> 상기한 Al 첨가에 의한 소부경화성 개선효과를 분석한 결과의 일례에 의하면, 소부경화능(BH)는 하기 식(1)에서와 같이 Ti, Nb, 및 Al의 함량에 주로 영향을 받는다는 것을 확인 할 수 있었다.

<79> [관계식 1]

<80>
$$\text{BH value(소부경화량)} = 50 - (885 \times \text{Ti}) - (1589 \times \text{Nb}) + (62 \times \text{Al})$$

<81> 또한, 본 발명의 제조조건에 있어서 중요한 것중의 하나는 열연권취온도인데, 그 이유는 열연권취온도가 너무 높은 경우에는 강 조성, 즉, 탄소함량, Sol.Al 및 Nb함량등이 제어된다하더라도 열연단계에서 결정립이 커지기 때문에 추후 재결정 소둔시 결정립크기가 ASTM No. 9이하가 되는 결정립 조대화가 발생하게 되어 상온지수(AI)가 증가하기 때문이다.

<82> 한편, 권취온도를 일정수준이하로 낮추게 되면 상온 내시효성은 개선되지만 결정립 미세화가 매우 크게 되어 오히려 항복강도가 증가하고 연신율 및 r치가 감소하는 성형성의 열화를 초래할 우려가 있다.

<83> 따라서, 본 발명에서는 이러한 문제를 해결하기 위해 열연 권취온도를 600-650℃로 좁게 제한하는 것이 바람직하다.

<84> 또한, 본 발명에서는 내 2차 가공취성을 향상시킨 것이다.

<85> 일반적으로 자동차사에서 행해지는 부품의 성형은 여러 번의 반복 프레스

(press)가공에 의해 원하는 형상을 얻을 수 있도록 행하여진다.

<86> 2차 가공취성은 성형시 1차 프레스 가공후에 행해지는 가공에서 가공크랙 (crack)이 발생하는 것을 의미한다.

<87> 이러한 크랙은 강중에 존재하는 인(P)이 결정립계에 존재하여 결정립의 결합력을 약화시키기 때문에 입계를 중심으로 파괴가 일어나게 되는 현상이다.

<88> 2차 가공취성을 제거하기 위해서는 기본적으로 인(P)원소를 첨가하지 않는 것이 바람직하지만 통상 강도의 증가에 비해 연신율의 저하가 가장 작은 고용원소가 인이며, 무엇보다도 비용(cost)이 저렴하다는 이점이 있다.

<89> 따라서, 강재에 있어서 고강도화를 도모하기 위해서는 인은 기본적으로 첨가되어야 하지만 최근에는 제조원가가 다소 올라가더라도 이러한 2차 가공취성을 제거하기 위해 인대신 다른 고용원소를 통한 강화효과를 도모하는 연구도 진행되고 있다.

<90> 그러나, 현재까지의 연구결과로 볼 때 당분간은 인이 강의 강화원소로 계속 사용되어질 것으로 예상된다.

<91> 이러한 P 첨가강에서 2차 가공취성을 개선하기 위한 방법으로 소부경화강과 같이 강중 고용원소를 잔존시키거나 B등을 첨가시켜 인과의 자리경쟁효과(site competition effect) 또는 결정립계의 결합력을 증가시키거나 열연단계에서 권취온도를 일정온도이하로 낮추어 인의 입계확산을 최소화시킴으로써 2차 가공취성을 방지하는 연구들도 진행되고 있으나 완전한 해결책은 되지 못하고 있는 실정이다.

<92> 따라서, 본 발명에서는 보다 안정적인 2차 가공취성의 개선을 위해 Mo를 고려한 것이다.

<93> 본 발명자의 연구결과에 따르면 Mo는 입계의 결합력을 향상시키기 때문에 2차 가공취성 개선에 매우 유리하였다.

<94> 또한, Mo는 강중에 고용탄소와 친화력이 있기 때문에 상온에서 장시간 유지시 고용탄소의 전위로의 확산을 억제하기 때문에 내시효성에도 유리하다.

<95> 도 3은 Mo첨가에 의한 내시효성 개선효과를 분석한 결과의 일례로서, 도 3에 나타난 바와 같이, Mo함량의 증가에 따라 BH성에는 큰 차이가 없지만 AI치는 낮아져 내시효성이 개선됨을 알 수 있다.

<96> 상기한 Mo첨가에 의한 내시효성 개선효과를 분석한 결과의 일례에 의하면, 시효지수(AI)는 하기 식(2)에서와 같이 Ti, Nb, 및 Mo의 함량에 주로 영향을 받는다는 것을 확인 할 수 있었다.

<97> [관계식 2]

<98> $AI \text{ value(시효지수 값)} = 44 - (423 \times Ti) - (2119 \times Nb) - (125 \times Mo)$

<99> 본 발명자는 Mo의 이러한 특성을 적절히 이용하고 또한 과도한 Mo첨가에 의한 재료의 열화를 방지하기 위해 최적의 성분범위를 도출하였다.

<100> 한편, 2차 가공취성을 보다 향상시키기 위해 기존에 적용하던 여러방법, 즉 B의 적정 첨가 및 권취온도의 적정화등을 동시에 적용함으로써 2차 가공취성의 향상을 극대화 하고자 하였다.

<101> 이하, 본 발명강의 조성에 대하여 상세히 설명한다.

<102> 상기 탄소(C)는 고용강화 및 소부경화를 나타내는 성분으로서, 그 함량이 너무 적은 경우에는 인장강도가 너무 낮고, 또한 강중에 존재하는 절대 탄소함량이 낮아 충분한 소부경화를 얻을 수 없고, 또한 고용탄소-P간의 자리경쟁효과(site competition effect)가 없어져 2차 가공취성측면에서도 매우 열화된다.

<103> 따라서, 상기 탄소(C)는 적어도 0.0016중량% 이상 첨가되어야 한다.

<104> 한편, 상기 탄소 함량이 0.0025%를 초과하는 경우에는 Nb첨가강에서 결정립 미세화효과가 매우 증가하여 소부경화성이 매우 높고 2차 가공취성은 향상되지만, 과도한 고용탄소량 잔존에 의해 상온 내시효성이 확보되지 않아 프레스 성형시 스트레처 스트레인 발생하므로 성형성과 연성이 저하되므로, 그 함량의 상한치는 0.0025%로 설정한다.

<105> 상기 실리콘(Si)은 강도를 증가시키는 원소로서 첨가량이 증가할수록 강도는 증가하나 연성의 열화가 현저하고, 특히 용융도금성을 열화시키는 원소이므로 가능한 낮게 첨가하는 것이 유리하다.

<106> 따라서, 본 발명에서는 Si에 의한 재질열화 및 도금특성열화를 방지하기 위해 그 첨가량을 0.02%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

<107> 상기 망간(Mn)은 연성의 손상없이 입자를 미세화시키며 강중 황을 완전히 MnS로 석출시켜 FeS의 생성에 의한 열간취성을 방지함과 더불어 강을 강화시키는 원소이다.

- <108> 상기 Mn함량이 0.2%미만인 경우에는 적절한 인장강도를 확보할 수 없다.
- <109> 한편, 그 함량이 1.2%를 초과하는 경우에는 고용강화에 의해 강도의 급격한 증가와 더불어 성형성이 열화될 우려가 있고, 특히 용융도금강판 제조시 소둔공정에서 MnO와 같은 산화물이 표면에 다량 생성되어 도금밀착성을 열화될 우려가 있고, 또한 줄무늬등과 같은 도금결함들이 다량 발생할 우려가 있다.
- <110> 따라서, 상기 Mn의 함량은 0.2~1.2%로 제한하는 것이 바람직하다.
- <111> 상기 인(P)은 고용강화효과가 가장 큰 치환형 합금원소로서 면내 이방성을 개선하고 강도를 향상시키는 역할을 하는 성분이다.
- <112> 본 발명자의 연구결과, P는 열연판 결정립을 미세화시켜 향후 소둔단계에서 평균 r치의 향상에 유리한 (111)집합조직의 발달을 조장하는 역할을 하며, 특히 소부경화성의 영향측면에서 탄소와의 자리경쟁(site competition)효과에 의해 그 함량이 증가할수록 소부경화성은 증가하는 경향을 나타내고 있음을 확인할 수 있었다.
- <113> 그러나, 인 함량이 증가하는 경우에는 결정립계의 결합력 약화에 의해 2차 가공취성이 열화하는 문제가 있다.
- <114> 상기 인의 함량이 0.05% 미만인 경우에는 결정립계에 존재하는 인의 함량이 작아 2차 가공취성은 개선되지만 결정립미세화 효과에 의한 재질개선효과가 미약하고, 0.11%를 초과하는 경우에는 성형성의 향상에 비해 급격한 강도상승이 발생되고, 또한 P 함량의 과다첨가로 인해 P가 입계에 편석하여 재료를 취화시키는

2차 가공취성을 발생시키게 된다.

<115> 따라서, 상기 인의 함량은 0.05-0.11%로 제한할 필요가 있다.

<116> 상기 황(S)은 고온에서 MnS의 황화물로 석출되어 FeS에 의한 열간취성을 방지하는 원소이다.

<117> 그러나, S의 함량이 과다한 경우 MnS로 석출하고 남은 S가 입계를 취화시켜 열간취성을 야기시킬 가능성이 있다.

<118> 또한 S 함량이 MnS석출물을 완전히 석출시키는 양이라 할지라도 S함량이 많을 경우 과도한 석출물에 의한 재질열화가 발생하므로 그 함량은 0.01% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

<119> 상기 알루미늄(Al)은 통상 강의 탈산을 위해 첨가하나 본 발명에서는 미세한 AlN 석출에 의하여 결정립을 미세화시켜 소부경화성을 향상시키는 역할을 하는 성분이다.

<120> 즉, 본 발명에서는 결정립 미세화효과는 주로 Nb첨가에 의한 NbC 석출물을 이용하게 되나 AlN 석출물에 의해 결정립 미세화를 더욱 도모시킴으로써 내시효성의 열화없이 BH성을 향상시킨다.

<121> 상기한 Al첨가에 의한 소부경화성 개선효과를 분석한 결과의 일례에 의하면, Al의 함량은 하기 식(1)에서와 같이 소부경화능(BH)에 영향을 미치게 되며, Al의 함량이 증가하면, 소부경화능이 증가함을 알 수 있다.

<122> [관계식 1]

<123> BH value = 50 -(885×Ti) -(1589×Nb) + (62×Al)

<124> 상기한 첨가효과를 얻기 위해서는 Al은 0.08%이상 첨가되어야 한다.

<125> 그러나, Al이 0.12%를 초과하여 첨가되는 경우에는 성형성의 열화우려와 더불어 제강시 산화개재물의 증가로 표면품질이 저하될 우려가 있으며, 또한 과도한 Al첨가로 인한 제조비용의 상승을 초래하게 되므로 그 함량은 0.08-0.12%로 제한하는 것이 바람직하다.

<126> 질소(N)는 소둔전 또는 소둔후에 고용상태로 존재함으로써 강의 성형성을 열화시키며 시효열화가 다른 침입형원소에 비해 매우 크므로 Ti 또는 Al에 의해 고정할 필요가 있다.

<127> 본 발명에서와 같이 Ti가 함유되지 않고 Nb를 적절히 첨가하는 강 또는 소량의 Ti함유와 더불어 Nb를 적절히 첨가하는 강에 있어서는 과도한 질소의 첨가는 강중 고용질소의 발생을 초래하게 된다.

<128> 일반적으로 질소는 탄소에 비해 확산속도가 매우 빠르기 때문에 강중에 고용 질소가 존재할 경우 고용탄소에 비해 상온 내시효성 열화가 매우 심각하다.

<129> 또한 이러한 고용질소의 잔존으로 인해 항복강도가 증가하고 연신을 및 r치가 열화하게 되므로 본 발명과 같이 그 함량을 0.0025%이하로 제한할 필요가 있다.

<130> Ti는 탄질화물 형성원소로서 강중에 TiN과 같은 질화물, TiS 또는 $Ti_4C_2S_2$ 와 같은 황화물 및 TiC와 같은 탄화물을 형성시킨다.

<131> 그러나, 본 발명에 있어서 Ti는 소량의 질소를 고정하는 수준으로만 함유되

면 되며, 바람직한 함량은 0.003%이하로 제한하는 것이다.

<132> 본 발명에서 미량의 Ti 함량조건을 제시하는 이유는 실 생산시 제강의 조업상 재질특성을 만족시키기 위해 첨가되는 여러 성분들중에 극미량의 Ti가 함유되어 있으며, 또한 제강의 연주특성상 동시에 여러 번의 출강을 실시할 경우 앞 출강재에 존재하는 Ti가 본 발명강의 출강재에서 함유될 수 있기 때문이다.

<133> 그러나, 본 발명과 같이 내시효성 개선을 위해 Nb를 주된 원소로 제어하는 경우는 Ti첨가가 필요없고 또한 Ti첨가시 BH성의 저하가 발생하지만 실 생산조건을 고려하여 극미량 수준인 0.003%이하로 제한하였다.

<134> Nb는 Al 및 Mo와 더불어 매우 중요한 원소이다.

<135> 일반적으로 Nb는 강력한 탄질화물 형성원소로서 강중에 존재하는 탄소를 NbC 석출물로 고정시키게 되며, 특히 생성된 NbC 석출물은 다른 강종 석출물 대비 매우 미세하여 재결정 소둔시 결정립 성장을 방해하는 강력한 장벽(barrier)역할을 하게 된다.

<136> 즉, 본 발명에서 Nb에 의한 결정립 미세화 효과는 이러한 NbC 석출물의 효과를 이용하는 것이다.

<137> 그러나, 본 발명은 강종 고용탄소를 잔존시킴으로써 이러한 고용탄소에 의한 소부경화성을 도모하는 기술이다.

<138> 이를 위해 강종 NbC 석출물의 양을 적절히 제어하고 또한 재질의 열화를 최소화하는 범위에서 고용탄소를 잔존시키는 것이 필요하다.

<139> 따라서, 본 발명에서는 NbC 석출물에 의해 결정립을 미세화시키고 또한 강중에 고용탄소를 적정량 잔존시켜 소부경화성을 확보하기 위한 Nb함량은 탄소함량을 고려하여 0.003-0.011%로 제한한다.

<140> 한편, 상기와 같은 범위로 Nb함량을 적절히 제어할 경우 결정립 미세화에 의해 내 2차 가공취성도 된다.

<141> 상기 Mo는 본 발명에서 고려되는 매우 중요한 원소중의 하나이다.

<142> 상기 Mo는 강중에 고용되어 강도를 향상시키거나 Mo계 탄화물을 형성시키는 역할을 한다.

<143> 그러나, 무엇보다도 Mo의 중요한 역할은 고용상태로 존재시 결정립계의 결합력을 증가시켜 인에 의한 결정립계 파괴, 즉 내 2차 가공취성을 개선하며, 또한 고용탄소와의 친화력에 의해 탄소의 확산을 억제시킴으로써 내시효성을 향상시키는 것이다.

<144> 상기한 Mo첨가에 의한 내시효성 개선효과를 분석한 결과의 일례에 의하면, Mo의 함량은 하기 식(2)에서와 같이 시효지수(AI)에 영향을 미치는 것으로 확인되었으며, 그 함량이 증가되면 시효지수(AI)는 낮아짐을 알 수 있다.

<145> [관계식 2]

<146>
$$AI \text{ value} = 44 - (423 \times Ti) - (2119 \times Nb) - (125 \times Mo)$$

<147> 상기한 첨가효과를 얻기 위해서는 Mo는 0.01%이상 첨가되어야 한다.

<148> 그러나, Mo함량이 0.1%를 초과하는 경우에는 Mo의 첨가에 의해 내 2차 가공

취성 또는 내시효성의 개선효과가 미미하고, 또한 다량의 Mo첨가에 의해 제조 비용이 현저히 증가하는 문제가 있다.

<149> 따라서, 제조 비용 및 첨가량 대비 효과등을 고려할 때 Mo함량은 0.01-0.1%의 범위로 제한하는 것이 바람직하다.

<150> 상기 B는 침입형 원소로서 강중에 존재하게 되며 입계에 고용되거나 또는 질소와 결합하여 BN의 질화물을 형성한다.

<151> 상기 B은 첨가량 대비 재질의 영향이 매우 큰 원소로서 그 첨가량을 엄격히 제한할 필요가 있다.

<152> 즉, 소량의 B이라도 강중에 첨가하게 되면 입계에 편석하여 2차 가공취성을 개선하게 된다.

<153> 그러나, 일정량이상으로 첨가하게 될 경우 강도의 증가 및 연성의 현저한 감소가 야기되는 재질열화가 발생하기 때문에 적정범위의 첨가가 필요하다.

<154> 따라서, 본 발명에서는 이러한 특성 및 현 B첨가에 대한 제강의 능력을 고려하여 상기 B의 함량은 0.0005-0.0015%로 설정한다.

<155> 본 발명에 부합되는 강판은 그 크기가 ASTM 번호 9이상인 결정립을 갖는다.

<156> 상기와 같이 결정립 크기를 ASTM 번호 9이상으로 하는 경우에는 결정립계에 존재하는 고용탄소의 양이 많아지게 되어 상온 시효성의 열화없이 소부경화성을 증대시키게 된다.

<157> 즉, 결정립 크기가 ASTM 번호 9미만인 경우에는 충분한 소부경화성 증대를

기대할 수 없다.

<158> 본 발명에서는 결정립계에 존재하는 고용탄소의 양을 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양에 비하여 많도록 하는데, 그 이유는 결정립내에 존재하는 고용탄소는 소부경화성도 증대시키지만, 상온시효지수도 증대시키는 반면에, 결정립계에 존재하는 고용탄소는 소부경화성만 증대시키기 때문이다.

<159> 본 발명에 있어서, 결정립내에 존재하는 바람직한 고용탄소의 양은 3~6ppm 정도이다.

<160> 상기한 결정립 크기를 확보하기 위해서는 강중에 $20\mu\text{m}$ 이하의 AlN 석출물을 갖도록 하는 것이 바람직하다.

<161> 즉, 상기 AlN 석출물의 크기가 $20\mu\text{m}$ 를 초과하는 경우에는 결정립의 미세화에 기여가 충분하지 못하게 되고, 결과적으로 소부경화성의 향상에 크게 기여할 수 없게 된다.

<162> 본 발명에 부합되는 강판은 30MPa이상의 소부경화량(BH), 30MPa이하의 시효지수 (AI), 가공비 2.0에서 -30°C 이하의 DBTT, 및 340~390MPa의 인장강도를 갖는다.

<163> 이하, 본 발명강을 제조하는 방법에 대하여 설명한다.

<164> 상기와 같이 조성되는 용강을 제조한 후, 제조된 용강을 연속주조하여 슬라브(Slab)를 제조한 다음, 이 슬라브를 1200°C 이상에서 가열하여 Ar_3 온도직상인 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 열간압연을 마무리하여 열간압연강판을 제조한다.

<165> 상기와 같이 슬라브를 1200℃이상의 온도에서 가열하는 이유는 열간압연전의 오스테나이트 조직을 충분히 균질화시키기 위함이다.

<166> 즉, 슬라브 온도가 1200℃미만일 경우 강의 조직이 균일한 오스테나이트 결정립이 되지 못하며 혼립이 발생하게 되므로 재질의 열화가 초래된다.

<167> 열간압연마무리 온도가 900℃미만일 경우 열연코일의 상(top), 하(tail)부 및 가장자리가 단상영역으로 되어 면내 이방성의 증가 및 성형성이 열화된다.

<168> 또한, 열간압연마무리 온도가 950℃를 초과할 경우 현저한 조대립이 발생하여 가공후에 표면에 오렌지 필(orange peel)등의 결함이 생기기 쉽다.

<169> 상기 열연권취온도가 650℃를 초과할 경우에는 소둔후 결정립의 크기가 증가하여 충분한 결정립 미세화 효과를 얻을 수 없고, 또한 인의 입계편석이 증가하여 2차 가공취성이 열화하게 된다.

<170> 한편, 상기 열연권취온도가 600℃미만인 경우에는 결정립크기는 미세화 되지만 그 정도가 너무 심하여 내시효성 및 2차 가공취성은 개선되지만 과도한 항복강도의 상승 및 성형성의 열화가 초래된다.

<171> 상기와 같이 열간압연이 완료된 강은 통상의 방법으로 산세를 행한 후, 냉간압연을 행하여 냉연강판을 제조한다.

<172> 이 때 바람직한 냉간압연율은 75-80%정도이다.

<173> 상기 냉간압연율을 75%이상으로 하는 것이 바람직한 이유는 결정립 미세화 효과에 의한 내시효성 개선과 더불어 성형성, 특히 r치를 개선하기 위함이다.

<174> 한편, 냉간압연율이 80%를 초과하는 경우에는 결정립 미세화 효과는 크지만, 과도한 압연율에 의한 결정립 크기의 미세화 정도가 매우 크게 되어 오히려 재질의 경화를 초래하게 되며, 또한 과도한 냉간압연율 증가에 의해 r치가 점차 감소하게 된다.

<175> 상기와 같이, 냉간압연이 완료된 강은 통상의 방법에 의해 연속소둔 작업을 행한다.

<176> 이 때, 바람직한 소둔온도는 770-830℃의 온도범위이다.

<177> Nb첨가강은 Ti첨가강 대비 재결정온도가 높기 때문에 Nb첨가강인 본 발명에서는 770℃이상의 온도범위에서 소둔을 행하는 것이 바람직하다.

<178> 즉, 소둔온도가 770℃미만일 경우에는 미재결정된 결정립의 존재로 인해 항복강도가 증가하고 연신율 및 r치가 열화하게 된다.

<179> 한편, 소둔온도가 830℃를 초과하게 될 경우에는 성형성은 개선되지만 결정립크기가 본 발명강에서 추구하는 결정립 크기인 ASTM No. 9보다 작아 AI값이 30MPa이상으로서 내시효성이 열화하게 된다.

<180> 상기와 같이 소둔된 냉연강판은 연속소둔후 상온까지 냉각된 후, 용융도금되거나 또는 연속소둔시 연속소둔온도에서 용융도금온도까지 냉각시켜 연속하여 용융도금할 수 있다.

<181> 상기 용융도금은 특별히 한정되는 것은 아니며, 통상적으로 행해지고 있는 방법이면 어느 것이나 적용가능하다.

<182> 다음에, 상기와 같이 용융도금된 용융도금강판을 조질압연한다.

<183> 이 때, 조질압연은 적정 소부경화성과 더불어 상온 내시효성을 확보할 목적으로 행해지는 것으로서, 조질압연율은 통상의 조질압연율 보다 다소 높은 1.2~1.5%로 설정하는 것이 바람직하다.

<184> 즉, 상기 조질압연율을 1.2%이상으로 다소 높게 설정하는 것이 바람직한 이유는 강중 고용탄소에 의한 상온 내시효열화를 방지하기 위함이다.

<185> 그러나 조질압연율이 1.5%를 초과하는 경우에는 상온 내시효성은 향상된다 할지라도 조질압연율이 높아 가공경화가 발생하여 재질이 열화되며, 특히 본 발명 강을 용융도금강판으로 생산할 경우 과다한 조질압연에 의해 도금말착성이 열화되어 도금층의 박리가 발생하게 되므로 이러한 문제점들을 해결하기 위해 적절한 조건인 1.2~1.5%의 조질압연율을 행하는 것이 바람직하다.

<186> 이하, 실시예를 통해 본 발명을 보다 구체적으로 설명한다.

<187> (실시예)

<188> 하기 표 1과 같이 조성되는 강 슬라브를 1220℃에서 가열한 후, 920℃의 온도에서 마무리 열간압연하여 열간압연강판을 제조하였다.

<189> 상기와 같이 제조된 열연강판을 하기 표 2의 조건으로 권취하고, 냉간압연 및 소둔한 다음, 용융도금온도 450℃에서 합금화 도금한 후, 약 1.5%의 조질압하율로 조질압연 한 다음, 소부경화능(BH), 시효지수(AI), 및 결정립 크기(ASTM No), AIN 석출물의 크기, 및 연성-취성 천이온도(DBTT)를 측정하고, 그 결과를 하기 표

2에 나타내었다.

<190> 하기 표 2에서의 연성-취성 천이온도(DBTT)는 2차 가공취성을 평가하는 항목으로서 가공비 2.0에서 측정한 값이다.

<191> 한편, 발명강(8)에 대하여 소둔한 후 200배 배율로 단면의 미세조직사진을 관찰하고, 그 결과를 도 4에 나타내었다.

<192> 또한, 발명강(8), 비교강(6) 및 종래강에 대하여 가공비변화에 따른 DBTT의 변화를 조사하고, 그 결과를 도 5에 나타내었다.

<193> 이 때 종래강은 0.0019C-0.63Mn-0.056P-0.03S0.1Al-0.005Ti-0.006Nb-0.0014N의 조성을 갖는 강이다.

<194> 또한, 발명강(8)의 시효전,후 인장곡선을 조사하고, 그 결과를 도 6에 나타내었다.

<195> 도 6에서, 여기서 as-received 곡선은 생산직후를, 180days aged 곡선은 태국으로 발명강(8)을 운송하여 6개월동안 유지한 후 측정한 인장곡선을 나타낸 것이다.

<196> 본 발명자가 제품의 운반시 옆에 부착하여 분석한 온도계를 통한 적도통과기간중의 온도 및 태국의 현지조건을 측정결과, 온도는 평균 32℃. 습도는 약 70%를 유지하고 있었다.

【표 1】

<197>

강종	화합성분(wt%)										
	C	Mn	Si	P	S	SoI,Al	Ti	Nb	N	Mo	B

발 명 강	1	0.0024	0.58	0.01	0.069	0.0082	0.087	0	0.008	0.0016	0.034	0.0005
	2	0.0022	0.63	0.009	0.068	0.0081	0.098	0	0.01	0.0024	0.048	0.0005
	3	0.0023	0.45	0.011	0.062	0.0058	0.105	0.0025	0.0082	0.0019	0.061	0.0007
	4	0.0024	0.61	0.008	0.071	0.0083	0.118	0.0015	0.0073	0.0015	0.059	0.0005
	5	0.0017	0.98	0.01	0.096	0.0070	0.105	0	0.004	0.0017	0.051	0.0008
	6	0.0019	1.01	0.015	0.10	0.0063	0.089	0	0.005	0.0020	0.062	0.0009
	7	0.0021	1.10	0.007	0.099	0.0073	0.105	0	0.007	0.0013	0.045	0.0005
	8	0.0023	0.98	0.013	0.091	0.0057	0.104	0.001	0.011	0.0013	0.098	0.0007
비 교 강	1	0.0054	0.64	0.01	0.069	0.0071	0.082	0.001	0.011	0.0017	0.021	0.0007
	2	0.0022	0.63	0.014	0.066	0.0085	0.040	0.025	0.009	0.0015	0.015	0.0005
	3	0.0012	0.65	0.011	0.070	0.0072	0.075	0.001	0.0105	0.0019	0.059	0.0008
	4	0.0021	0.93	0.008	0.096	0.0089	0.043	0	0.022	0.0017	0.021	0.0006
	5	0.0022	0.59	0.009	0.062	0.0066	0.071	0.002	0.009	0.0022	0	0.0007
	6	0.0019	0.99	0.007	0.099	0.0078	0.041	0.001	0.008	0.0021	0	0
	7	0.0020	0.62	0.015	0.047	0.0085	0.021	0	0.010	0.0019	0	0
	8	0.0023	0.98	0.016	0.120	0.0078	0.098	0.001	0.009	0.0023	0.031	0

【표 2】

<198>

강종		권취 온도 (℃)	냉간 압하율 (%)	소둔 온도 (℃)	소부경화능 (BH) (MPa)	시효지수 (AI)(MPa)	결정립크기 (ASTM No)	연성취성 천이온도 (DBTT)(℃)	AIN석출물 크기(μm)
발 명 강	1	620	78	805	42.7	22.8	10.5	-50	20이하
	2	620	77	820	40.2	16.8	9.8	-40	20이하
	3	620	78	825	41.3	17.9	9.9	-50	20이하
	4	610	76	800	44.4	20.5	10.5	-60	20이하
	5	640	78	820	50.2	29.1	10.0	-40	20이하
	6	620	78	820	47.6	25.7	11.1	-50	20이하
	7	620	75	830	45.4	23.5	11.5	-40	20이하
	8	620	78	820	38.1	8.0	11.3	-40	20이하
비 교 강	1	620	78	810	62.0	51.2	11.2	-60	20이하
	2	640	78	820	13.1	12.5	8.1	10	20이상
	3	620	78	810	0	0	8.2	20	20이상
	4	630	76	800	0	0	9.1	20	20이상
	5	620	78	810	38.3	24.1	10.9	0	20이상
	6	630	77	820	36.4	26.6	9.2	-10	20이상
	7	620	76	810	34.1	22.8	9.5	-10	20이상
	8	640	78	820	40.9	20.6	9.8	0	20이하

<199> 상기 표 2에 나타난 바와 같이, 본 발명에 부합되는 발명강(1-8)의 경우에는 결정립 크기가 ASTM No.로 9.8-11.5(평균 결정립크기 6.7-12.0 μ m)의 범위를 가지고 있고, 또한, AlN 석출물은 평균 20 μ m이하의 크기를 가지고 있음을 알 수 있다.

<200> 도 4에서 알 수 있는 바와 같이, 발명강(8)의 경우에는 매우 미세한 결정립과 더불어 단면 전체에 매우 균일한 결정립 분포를 가지고 있다.

<201> 본 발명강들의 결정립들이 상기 표 2와 같이 미세한 것은 통상수준보다 높은 Al함량의 첨가로 인해 강중에 미세한 AlN 석출물이 형성되어 NbC 석출물과 더불어 소둔재결정시 결정립의 성장을 방해하였기 때문이다.

<202> 따라서 이러한 결정립 미세화효과에 의해 소부경화량이 38.1-50.2MPa의 범위를 가지며 상온 내시효성을 나타내는 지수인 AI치가 8.0-29.1MPa로서 BH성과 상온 내시효성의 밸런스(balance)가 매우 우수하였다.

<203> 한편 본 발명강에서 높은 소부경화량에 비해 AI치가 낮은 것은 AlN석출물에 의한 결정립미세화 효과와 더불어 Mo의 첨가에 의한 강중 고용탄소의 지연효과가 작용한 것으로 보인다.

<204> 또한 2차 가공취성측면에서도 가공비 2.0에서의 DBTT가 -40 ~ -60℃를 나타내고 있음을 알 수 있다.

<205> 도 5에 나타난 바와 같이, 발명강(8)은 Mo의 첨가로 인해 결정립간의 결합력

증가에 의해 비교강(6) 및 종래강에 비하여 전체적인 DBTT특성이 우수한 것을 알 수 있다.

<206> 도 6에 나타난 바와 같이, 발명강(8)은 이러한 고온의 가혹한 조건인 6개월의 장시간 유지에서도 시효발생이 전혀 없음을 알 수 있다.

<207> 따라서 본 발명강들은 소부경화성이 매우 우수할뿐만 아니라 2차 가공취성이 우수함은 물론 적도의 고온에서 6개월이상의 장시간보관에서도 시효열화가 없는 매우 우수한 제품임을 확인할 수 있었다.

<208> 한편, 비교강(1)은 탄소함량이 본 발명강에서 제시한 0.0016-0.0025%보다 높은 0.0054%가 첨가된 것으로서, DBTT특성이 우수하고 BH값이 매우 높지만, AI치가 30MPa이상으로 내시효성이 매우 열화함을 알 수 있는데, 이는 결정립 크기는 ASTM No. 11.2로서 매우 미세하여 본 발명의 결정립 크기조건을 만족하지만, 강중 고용탄소함량이 높기 때문이다.

<209> 또한, 비교강(2)는 Sol.Al 함량이 0.04%로서 본 발명강에서 제시한 조건인 0.08-0.12%보다 낮고 Ti 함량이 본 발명강에서 제시한 조건보다 높은 0.025%로 첨가된 강으로서, 결정립 크기가 크고, BH값이 낮고, DBTT특성 또한 좋지 않음을 알 수 있다.

<210> 즉, 비교강(2)는 AlN에 의한 결정립 미세화효과 및 BH값 상승효과가 없었으며, 또한 높은 Ti 함량의 첨가에 의해 강중 첨가된 모든 탄소가 TiC로 석출되어 소부경화성이 거의 나타나지 않았으며, 강중 고용탄소 감소에 의해 인(P)과의 자리경

쟁 (site competition)효과가 낮아져 DBTT특성 또한 열화한 것이다.

<211> 비교강(3)은 다른 성분들은 본 발명강의 성분조건을 만족하지만 탄소함량이 0.0012%로서 본 발명 범위보다 낮은 강이다.

<212> 따라서, 이러한 절대 탄소함량의 저하로 인해 결정립이 조대하고 BH성 및 AI성도 나쁘게 나타나고, 또한 DBTT도 20℃로서 열화됨을 알 수 있다.

<213> 비교강(4)는 Sol.Al은 본 발명 범위보다 적게 첨가되고, Nb은 본 발명 범위보다 많이 함유된 강이다.

<214> 따라서, 비교강(4)의 경우에는 Al에 의한 결정립 미세화효과와 BH값의 개선 효과는 기대할 수 없고, 또한, 과도한 Nb첨가에 의해 NbC 석출물이 과도하게 증가되어 결정립 크기는 ASTM No.9.1로서 본 발명강에서 제시한 결정립크기를 만족하지만 과도한 NbC 석출에 의한 강중 고용탄소 부족으로 BH값이 전혀 얻어지지 않았으며, 강중 고용탄소 소멸로 인해 DBTT특성도 매우 열화함을 알 수 있다.

<215> 비교강(5)는 본 발명강에서 제시한 조건과 비교해 볼 때 Mo와 B이 전혀 첨가되지 않아 Mo와 B에 의한 2차 가공취성 개선을 기대할 수 없다.

<216> 즉, 비교강(5)는 BH성 및 AI성은 우수하지만, Mo 및 B의 미첨가로 인해 DBTT특성이 매우 열화함을 알 수 있다.

<217> 비교강(6)은 Sl0.Al이 본 발명 범위보다 적게 첨가되고, 또한 Mo가 전혀 첨가되지 않은 강으로서, BH성과 AI성은 우수하지만 높은 P함량대비 Mo의 미첨가로 결정립간 결합력감소로 인해 DBTT특성이 열화함을 알 수 있다.

<218> 비교강(7)은 Sol.Al이 본 발명 범위보다 적게 첨가되고, 또한, Mo 및 B이 첨가되지 않은 강으로서, BH가 34.1 정도이고, AI가 22.8정도 되며, 또한 Mo 및 B의 미첨가로 인해 DBTT특성이 열화함을 알 수 있다.

<219> 비교강(8)은 P함량이 0.12%로서 본 발명강에서 제시한 성분범위인 0.05-0.11%를 초과하고, 또한 B이 첨가되지 않은 강으로서, Mo에 의해 DBTT특성이 개선된다고는 하지만 P의 첨가가 매우 높아 그 개선효과에는 한계가 있었으며, 특히 B의 미첨가로 인해 DBTT특성이 좋지 않음을 알 수 있다.

【발명의 효과】

<220> 상술한 바와 같이, 본 발명에 의하면, 소부경화성, 내시효성 및 내 2차 가공 취성이 우수한 고강도 소부경화형 냉간압연강판 및 용융도금강판을 얻을 수 있다.

【특허청구범위】

【청구항 1】

중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 20 μ m이하의 AlN 석출물이 존재하고, 결정립크기가 ASTM 번호 9 이상이고, 그리고 30MPa이상의 소부경화량(BH), 30MPa이하의 시효지수 (AI), 가공비 2.0에서 -30℃이하의 DBTT, 및 340~390MPa의 인장강도를 갖는 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉간압연강판

【청구항 2】

제1항에 있어서, 결정립계에 존재하는 고용탄소의 양이 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양에 비하여 많고, 그리고 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양은 3~6ppm인 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉간압연강판

【청구항 3】

중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Ti : 0.003%이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 20 μ m이하의 AlN 석출물이 존재하고, 결정립크기가 ASTM 번호 9이상이고, 그리고 30MPa이상의 소부경화량(BH), 30MPa이하의 시효

지수 (AI), 가공비 2.0에서 -30°C 이하의 DBTT, 및 340~390MPa의 인장강도를 갖는 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉간압연강판

【청구항 4】

제3항에 있어서, 결정립계에 존재하는 고용탄소의 양이 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양에 비하여 많고, 그리고 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양은 3~6ppm인 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉간압연강판

【청구항 5】

중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, $20\mu\text{m}$ 이하의 AlN 석출물이 존재하고, 결정립크기가 ASTM 번호 9 이상이고, 그리고 30MPa이상의 소부경화량(BH), 30MPa이하의 시효지수 (AI), 가공비 2.0에서 -30°C 이하의 DBTT, 및 340~390MPa의 인장강도를 갖는 것을 특징으로 하는 용융도금강판

【청구항 6】

제5항에 있어서, 결정립계에 존재하는 고용탄소의 양이 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양에 비하여 많고, 그리고 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양은 3~6ppm인 것을 특징으로 하는 용융도금강판

【청구항 7】

중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Ti : 0.003%이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지고, 20 μ m이하의 AlN 석출물이 존재하고, 결정립크기가 ASTM 번호 9이상이고, 그리고 30MPa이상의 소부경화량(BH), 30MPa이하의 시효지수 (AI), 가공비 2.0에서 -30℃이하의 DBTT, 및 340~390MPa의 인장강도를 갖는 것을 특징으로 하는 용융도금강판

【청구항 8】

제7항에 있어서, 결정립계에 존재하는 고용탄소의 양이 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양에 비하여 많고, 그리고 결정립내에 존재하는 고용탄소의 양은 3~6ppm인 것을 특징으로 하는 용융도금강판

【청구항 9】

중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 강을 1200℃이상에서 균질화 열처리한 후, 900-950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연하고, 600-650℃의 온도범위에서 권취한 다음, 75-80%의 압하율로 냉간압연한 후, 770-830℃의 온도범위에서 연속소둔하는 것을 특징으로 하

는 고강도 소부경화형 냉간압연강판의 제조방법

【청구항 10】

중량%로 C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Ti : 0.003%이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 강을 1200℃이상에서 균질화 열처리한 후, 900-950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연하고, 600-650℃의 온도범위에서 권취한 다음, 75-80%의 압하율로 냉간압연한 후, 770-830℃의 온도범위에서 연속소둔하는 것을 특징으로 하는 고강도 소부경화형 냉간압연강판의 제조방법

【청구항 11】

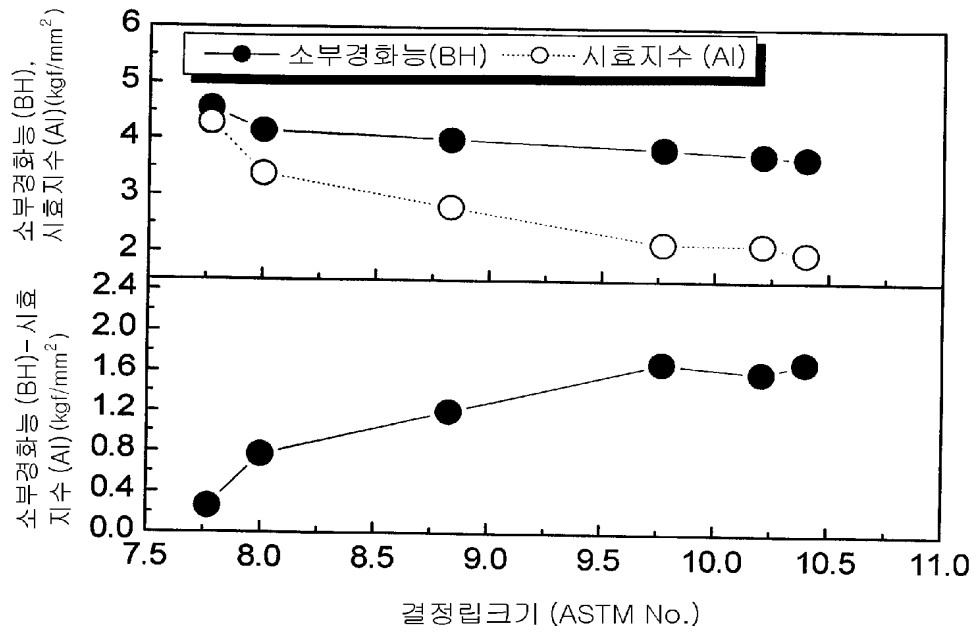
중량%로, C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 강을 1200℃이상에서 균질화 열처리한 후, 900-950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연하고, 600-650℃의 온도범위에서 권취한 다음, 75-80%의 압하율로 냉간압연한 후, 770-830℃의 온도범위에서 연속소둔한 후, 용융도금한 다음, 1.2-1.5%의 압하율로 조질압연하는 것을 특징으로 하는 용융도금강판의 제조방법

【청구항 12】

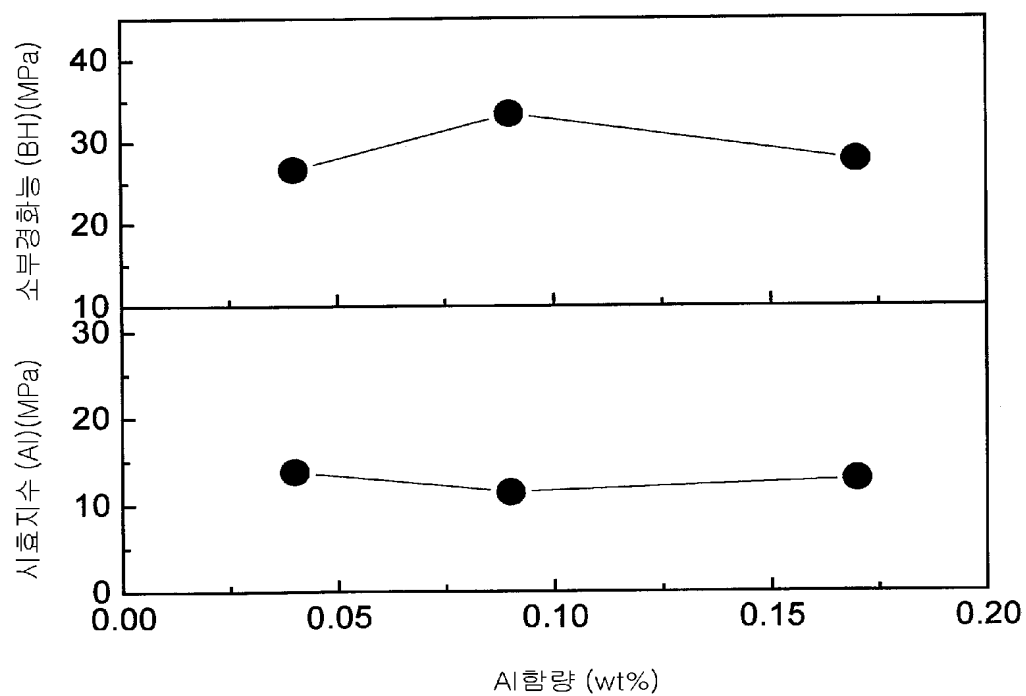
중량%로 C : 0.0016-0.0025%, Si : 0.02% 이하, Mn : 0.2-1.2%, P : 0.05-0.11%, S : 0.01% 이하, 가용(Soluble) Al : 0.08-0.12%, N : 0.0025% 이하, Ti : 0.003%이하, Nb : 0.003-0.011%, Mo : 0.01~0.1%, B : 0.0005-0.0015%, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물로 이루어지는 강을 1200℃이상에서 균질화 열처리한 후, 900-950℃의 온도범위에서 마무리 열간압연하고, 600-650℃의 온도범위에서 권취한 다음, 75-80%의 압하율로 냉간압연한 후, 770-830℃의 온도범위에서 연속소둔한 후, 용융도금한 다음, 1.2-1.5%의 압하율로 조질압연하는 것을 특징으로 하는 용융도금강판의 제조방법

【도면】

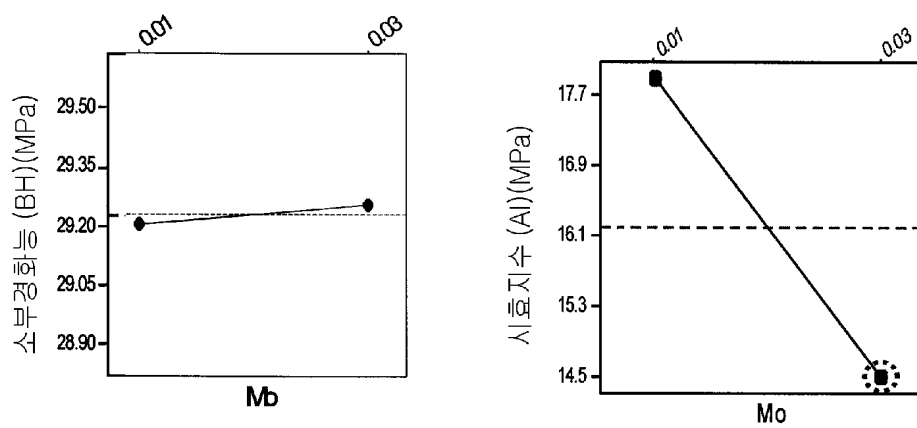
【도 1】



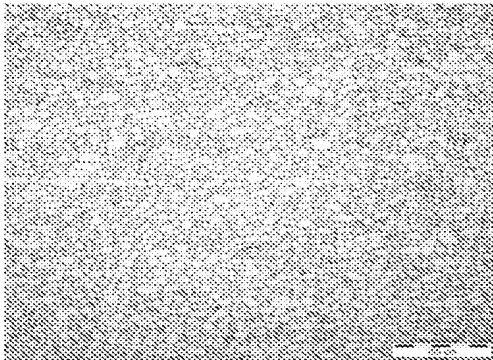
【도 2】



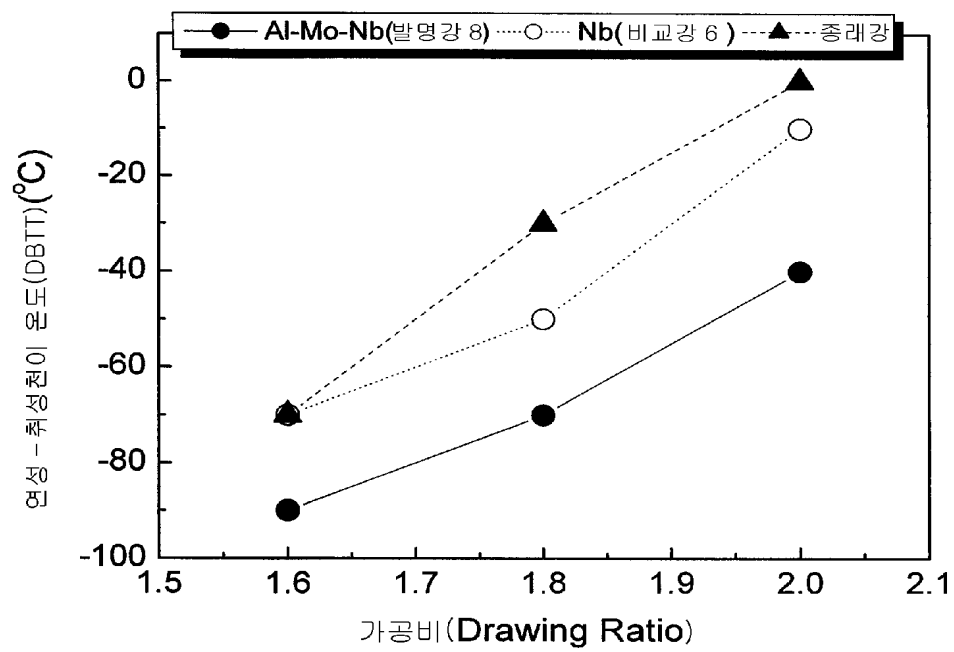
【도 3】



【도 4】



【도 5】



【도 6】

